



증기발생기 전열관용 Alloy 690 소재의 크리프 특성에 미치는 탄화물 형성의 영향

김형규^{1,2} · 홍석민^{2,*} · 김종민² · 김민철² · 이영국¹

¹연세대학교 신소재공학과
²한국원자력연구원 재료안전기술개발부

Effects of Cr Carbides Formation on the High Temperature Creep Property of Alloy 690 for Steam Generator Tube Material

Hyung Kyu Kim^{1,2}, Seokmin Hong^{2,*}, Jongmin Kim², Min-Chul Kim², and Young-Kook Lee¹

¹Department of Material Science and Engineering, Yonsei University, Seoul 03722, Republic of Korea.

²Materials Safety Technology Development Division, Korea Atomic Energy Research Institute, Daejeon 34057, Republic of Korea.

Abstract: The creep properties of Alloy 690, used as a steam generator tube material in nuclear power plants, were evaluated at 650°C, 750°C, and 850°C. The parameters of creep life prediction models were derived using the Larson-Miller (LM), Manson-Haferd (MH), and Orr-Sherby-Dorn (OSD) models, to use as mechanical properties under a virtual severe accident condition like station black out (SBO). The yield strength (YS) and creep property of Alloy 690 were compared with those of Alloy 600, and the effects of the precipitation behavior of Cr carbides on creep properties were analyzed. The YS of Alloy 600 decreased rapidly above the temperature of 750°C, but the YS of Alloy 690 decreased linearly up to the temperature of 850°C because of the formation of $M_{23}C_6$ carbides. The creep stress exponent (n) of Alloy 690 was between 5 and 6, and this indicated that dislocation creep was the major creep mechanism at the test temperatures. The results of creep tests were well matched with the LM, MH, and OSD models for Alloy 690, and there were no significant differences in accuracy between the models. The stress-rupture test results of Alloy 600 and Alloy 690 using the LM model showed that the decrease in creep strength with rupture time of Alloy 690 was steeper than that of Alloy 600 at high temperatures. This indicated that Alloy 690 was more susceptible to creep degradation under long-term creep conditions. The precipitation of Cr carbides in Alloy 690 increased YS, benefitting creep properties for short-term creep. However, the Cr carbides coarsened significantly under loading conditions at high temperature, and this deteriorated the creep properties for long-term creep.

(Received 19 December, 2022; Accepted 19 January, 2023)

Keywords: Alloy 690, steam generator tube, creep, creep life prediction model, Cr carbide precipitation

1. 서 론

원자력발전소의 증기발생기(Steam generator)는 핵반응으로 생긴 열을 1차 냉각계통에서 2차 냉각 계통으로 전달하는 열 교환기로, 증기발생기 내부의 전열관(Steam generator tube)은 압력 경계를 형성하여 1차 및 2차 냉각 계통 간 열을 교환하는 역할을 수행한다. 따라서, 증기발생

기 전열관은 고온·고압의 원전수환경에 노출되어 있으며, 방사성 물질이 외부로 노출되는 것을 방지하는 구조적 방벽을 구성하기 때문에 파손에 대한 건전성을 유지하는 것이 매우 중요하다. 원전의 정상 가동 조건에서 증기발생기 전열관의 온도는 350°C 이하로 유지되어 크리프(creep)와 같은 고온 파손거동은 고려하지 않으나, Station Black Out(SBO)과 같은 중대사고 조건에서는 전열관의 온도가 900°C 이상까지 상승하여 크리프 효과를 무시할 수 없게 된다 [1]. 따라서 중대사고(Consequential Steam Generator Tube Rupture, C-SGTR) 조건에서의 증기발생기 전열관의

- 김형규: 석사, 홍석민: 선임연구원, 김종민·김민철: 책임연구원, 이영국: 교수

*Corresponding Author: Seokmin Hong

[Tel: +82-10-4569-4435, E-mail: smhong@kaeri.re.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

안전성 평가를 위해, 고온 크리프 특성 및 파손 특성을 예측하는 다수의 연구가 수행되었다 [2-4].

초기 증기발생기 전열관에는 Alloy 600 소재가 사용되었으나 부식에 의한 손상사례가 다수 발생하여 현재에는 기존 Alloy 600 전열관보다 크롬 함량이 2배 높아 내부식성이 우수한 Alloy 690 전열관으로 모두 교체되고 있다. 그동안의 Alloy 690 전열관 관련 연구는 주로 가동원전 환경에서 균열의 개시 및 성장과 관련된 부식관점에서의 연구가 주로 수행되었지만[5-8], 고온파손특성과 관련된 연구는 아직 부족한 실정이다. NUREG-1570와 NUREG-2195[3,4] 같은 기존 중대사고 환경에서의 전열관 고온 파손거동과 관련된 연구에서는 기존 Alloy 600 소재의 특성 자료를 기반으로 한 유동 응력 모델과 크리프-파손 모델을 활용하고 있으며, Alloy 690 소재의 고온 물성자료는 매우 제한적으로 제시되고 있다 [9,10]. 특히, 고온 크리프-파손 모델 개발과 관련된 Alloy 690 소재의 고온 크리프 특성 자료는 매우 드물며, 국내에서는 원자력연구원에서 관련 연구가 일부 수행되고 있다 [11-13]. 현재 국내 표준원전 증기발생기 전열관은 Alloy 690을 사용하고 있지만, 현재 가동원전의 중대사고 해석에 사용되고 있는 MELCOR 등의 해석코드에서는 초기 소재인 Alloy 600의 크리프 특성 자료를 활용해 전열관 파손확률을 평가하고 있어 Alloy 690 전열관의 크리프 파손 거동을 정확히 예측 및 평가하는 데에는 한계가 있다 [1].

최근 국내에서 중대사고 환경에서의 안전성평가에 활용될 크리프-파손 모델 개발을 위해 크리프 시험자료 생산과 수명 예측 모델 개발에 초점을 맞추어 연구가 수행되었으나 [2,14], Alloy 690 소재의 크리프 거동에 대한 재료적 관점의 분석은 부족한 상황이다. 특히 Alloy 690의 경우 높은 Cr 함량으로 인해 Cr계 탄화물 석출 거동이 기존 Alloy 600과 차이가 날 수 있다. 인코넬 합금, 스테인리스강, 알루미늄, 니켈계 합금 등 다양한 금속재료에서 온도, 하중 조건에 따른 석출물 생성 거동차이가 크리프 특성에 영향을 미치는 것으로 보고되고 있다 [15-19]. 기존 Alloy 690의 연구결과에서도 Cr 함량 증가로 미세한 탄화물 형성 및 고용강화 효과로 인해 강도가 향상된 것으로 알려져 있지만[20,21], 크롬 탄화물 형성이 크리프 거동이 미치는 영향에 대한 연구는 부족하다.

일반적으로 크리프 특성은 재료의 항복강도와 비례한다고 알려져 있어 미세조직이 항복강도와 크리프 특성에 미치는 영향을 함께 분석해야 한다. 따라서 본 연구에서는 증기발생기 전열관 소재인 Alloy 690의 다양한 온도 및 하중조건에서 인장시험 및 크리프 시험을 수행한 뒤,

Larson-Miller(LM)[22], Manson-Haferd(MH)[23], Orr-Sherby-Dorn(OSD)[24] 크리프 모델의 파라미터 도출을 통해 각 모델별 Alloy 690의 크리프 수명예측 모델 구하였다. 그 뒤 Alloy 690의 인장 및 크리프 특성을 Alloy 600과 비교하여 분석하였다. 온도 및 하중영향에 따른 미세조직 분석을 통해 탄화물 석출거동 변화를 관찰하고, 온도, 하중, 시간조건에 따른 석출물 변화가 크리프 특성에 미치는 영향을 분석하였다.

2. 실험 방법

현재 국내 증기발생기 전열관에는 Alloy 690 TT (Thermal Treatment) 튜브 소재가 사용되고 있다. 본 연구에서는 Alloy 690 TT 막대 형태의 소재를 사용하였다. 이 소재는 니켈 기지에 크롬이 30 wt.% 함유되어 있으며 내식성 향상을 위해 1066°C에서 1시간 동안 solution annealing과 water quenching 후 718°C에서 8시간 동안 aging 처리를 하여 입계에 탄화물을 석출시킨 합금이다. Alloy 690 TT 소재의 화학 조성은 표 1에 나타내었다. 석출물 분석을 위한 미세조직 분석 시편은 SiC paper로 #2000까지 연마 후, 0.05 μm 까지 미세 연마하고 에탄올을 이용하여 최종 세척하였다. 5% 나이탈 용액으로 전압 3V에서 25초간 전해 에칭을 한 뒤 주사전자현미경(SEM, Scanning Electron Microscope)으로 전체적인 양상과 탄화물의 변화를 관찰하였다.

고온 인장 특성 평가는 ASTM E8/E8M-21[25]에 따라 직경 6.25 mm, 표점 거리(gage length) 25 mm의 봉상 시편을 이용하였다. 인장 시험은 MTS 사의 유압식 재료 만능 시험기(MTS 810.24 MTS systems corporation, USA)를 이용하여 5.2×10^{-4} /s의 strain rate로 수행하였다. 시험 온도는 크리프 특성 평가 온도와 동일하게 650°C, 750°C, 850°C로 설정하였고, $\pm 1^\circ\text{C}$ 범위 내에서 30분 유지 후 시험을 진행하였다. 시험 후 응력-변형률 곡선을 바탕으로 항복강도(Yield Strength, YS), 인장강도 (tensile strength, TS), 연신율을 도출하였다.

크리프 특성 평가는 ASTM E139-18[26]에 따라 직경 6.00 mm, 표점 거리 30 mm의 봉상시편으로 R&B사의 기계식 재료 시험기를 이용하였다. 시험편 형상 및 크리프 시험기기 사진을 그림 1에 나타내었다. 시험 온도는 ① Alloy 690의 크리프 현상 발생 온도(약 537°C 이상)를 고려하였으며, ② 건전성 연구를 위하여 가상의 극한 사고 상황까지 포함하고, ③ 유동 응력이 서서히 감소하다가 650°C 이후부터 급격히 떨어지는 경향을 고려하여 650°C,

Table 1. Chemical composition of Alloy 690 specimen (wt. %)

Ni	Cr	Fe	Ti	C	N	B	Si
59.06	29.70	10.21	0.29	0.025	0.010	0.0004	0.09
S	P	Mn	Co	Nb	Al	Mo	Cu
0.0001	0.006	0.150	0.018	0.010	0.26	0.03	0.02

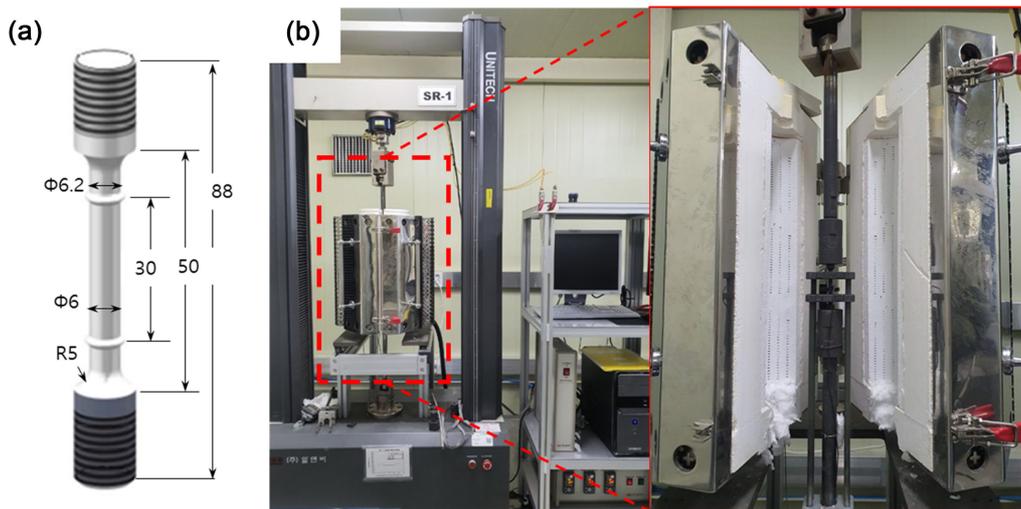


Fig. 1. Images of creep test; (a) creep test specimen and (b) creep test machine

750°C, 850°C로 설정하였다. 시험은 시편 중앙부의 온도가 시험 목표 온도의 ±1°C 범위 내에서 도달 후 1시간 유지한 후에 시험을 진행하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 Alloy 690 고온 인장 특성

크리프 수명 예측 활용되는 데이터를 얻고 크롬 증가에 따른 변화를 분석하기 위해 고온 인장 특성 평가 후 대표 인장 곡선을 그림 2에 나타내었으며, 항복 강도 및 인장강도, 연신율을 표 2에 정리하였다. 온도가 850°C까지 증가하면 항복 강도는 262 MPa에서 149MPa로 감소하였고, 인장 강도는 636 MPa에서 164 MPa로 감소하였다. 연신율은 650°C까지는 59%에서 47%로 감소하였지만, 이후 850°C까지 온도가 높아질수록 증가하였다. 크롬 함량 변화가 인장물성에 미치는 영향을 분석하기 위해 Alloy 690의 온도별 항복강도를 Alloy 600과 비교하여 그림 3에 나타내었다. Alloy 600의 온도별 항복강도 변화 데이터는 Special metals사에서 제공하는 Inconel alloy 600의 hot-rolled rod 값으로 해당 시편은 870°C에서 1시간 annealing 열처리된 재료이다 [27]. Alloy 600과 Alloy

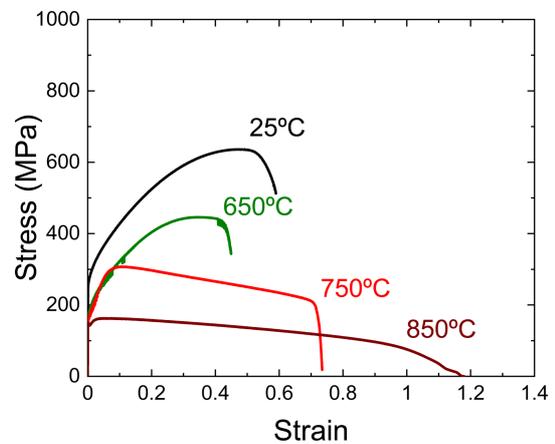


Fig. 2. Stress-Strain curves of Alloy 690 at RT and high temperatures

690의 항복강도를 비교한 결과 Alloy 600의 항복강도는 700°C 이하의 온도에서는 Alloy 690보다 20~30 MPa정도 높게 나타났지만 700°C 이상의 온도에서 급격하게 감소해 Alloy 690보다 항복강도가 더 낮게 나타났다. 반면 Alloy 690의 경우 온도가 증가함에 따라 항복강도가 일정하게 감소하는 것을 볼 수 있다. 재료의 항복강도는 재료의 제작 방법, 열처리, 결정립 크기 등에 따라 차이가 발생하기 때

Table 2. Tensile properties of Alloy 690 at RT and high temperatures

T (°C)	Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)
25	262	636	59
650	173	446	47
750	159	307	72
850	149	164	119

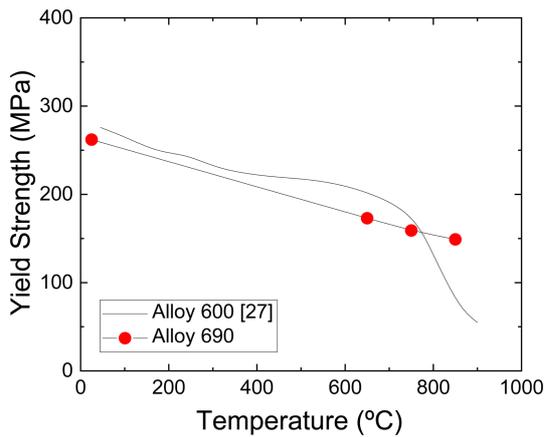


Fig. 3. Comparison of yield strength between Alloy 600 and Alloy 690 at various temperatures

문에 동일한 방법으로 제작되지 않은 두 재료의 항복강도를 정량적으로 비교하기는 어렵다. 하지만 두 재료의 인장 특성 차이에서 주목할만한 점은 700°C 이상의 온도에서 Alloy 600과 Alloy 690의 항복강도 감소량이 크게 다른 점이다. 고온에서의 강도 감소 차이를 분석하기 위해 ThermoCalc를 활용하여 Alloy 600과 Alloy 690재료의 온도별 석출상 생성 거동을 분석했다. Alloy 600과 Alloy

690의 ThermoCalc phase fraction diagram 결과를 그림 4에 나타냈다. Alloy 600의 경우 $M_{23}C_6$, M_7C_3 Cr-rich 탄화물이 열역학적 안정상으로 생성된다는 것을 볼 수 있고, 이는 Alloy 600에서 $M_{23}C_6$, M_7C_3 형태의 입계 탄화물이 형성된다는 기존 연구결과와 일치한다 [28]. 반면에 Alloy 690의 경우 $M_{23}C_6$ 형태의 탄화물만 형성된다고 나타난다. Alloy 600보다 Alloy 690에서 더 많은 양의 $M_{23}C_6$ 의 Cr 탄화물이 850°C까지의 더 높은 온도까지 석출 가능한 것을 확인할 수 있었다. Alloy 690의 TT열처리시 생성되는 $M_{26}C_6$ 탄화물은 기계적 특성에 영향을 주는 주요 요소로 강도를 증가시키는 것으로 보고되었다 [29]. Alloy 690에서는 강도를 증가시켜주는 다량의 $M_{26}C_6$ 탄화물이 더 높은 온도까지 석출 가능하기 때문에, Alloy 600과는 다르게 더 높은 온도에서도 항복강도의 급격한 감소는 나타나지 않고, 항복강도가 일정하게 감소하였다.

3.2 Alloy 690 고온 크리프 특성

Alloy 690의 크리프 특성 평가 후 크리프 변형률-시간 곡선을 그림 5에 나타내었다. Alloy 690의 크리프 커브는 최초의 급격한 시편 연신 후에 크리프 속도가 감소하는 1차 크리프가 나타나지 않고 바로 2차 크리프 거동이 나타나는 전형적인 Ni계 합금의 크리프 거동을 보여주었다. 2차 크리프 거동의 기울기로부터 크리프 속도 (steady state creep rate, SSCR)와 3차 크리프 거동의 파단지점으로부터 크리프 파단시간을 도출하였다. 온도 및 하중조건에서의 크리프 시험 결과를 표 3에 나타내었다. 온도에 따라 크리프 변형기구 변화를 분석하기 위해 온도별 하중에 따른 정상 상태 크리프 속도(SSCR)를 그림 6에 나타낸 뒤, 식 (1)의 Norton power law[30]에 따라 응력지수 값 n을 도출하였다.

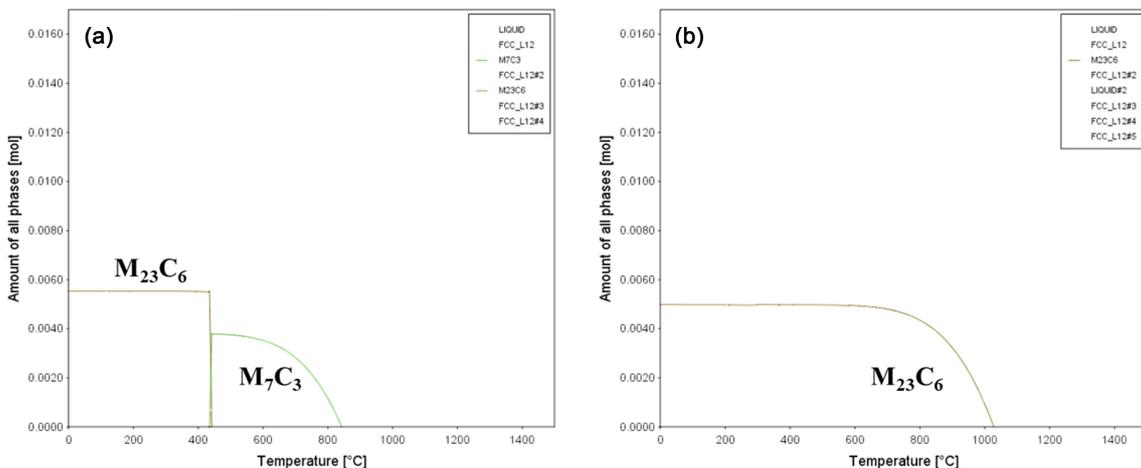


Fig. 4. Carbide precipitation behavior of Alloy 600 and Alloy 690 using ThermoCalc: (a) Alloy 600 (b) Alloy 690

Table 3. The results of creep test Alloy 690

T (°C)	Stress (MPa)	T _r (h)	SSCR (1/h)
650	350	3	1.62E-1
	291	11	3.34E-2
	262	25	2.19E-2
	230	58	5.34E-3
	229	54	6.82E-3
	197	130	2.83E-3
	175	238	1.52E-3
	121	1730	2.61E-4
750	205	2	2.25E-1
	142	15	2.68E-2
	124	25	1.52E-2
	114	36	1.03E-2
	106	83	4.75E-3
	90	167	2.08E-3
	87	163	2.14E-3
	67	494	5.49E-4
850	60	1024	2.90E-4
	85	6	6.99E-2
	66	23	1.55E-2
	57	50	6.68E-3
	49	78	3.74E-3
	40	175	1.47E-3
	40	250	1.06E-3
	40	251	9.86E-4
	35	489	5.73E-4
	30	931	4.02E-4

$$\ln \epsilon_s = \ln A + n \cdot \ln \sigma \quad (1)$$

Alloy 690의 응력지수 n 값은 650°C, 750°C, 850°C에서 6.0, 5.4, 5.0으로, 온도별 큰 차이를 보이지 않았고, 시험조건 내에서 선형적으로 유지되었다. 일반적으로 n 값이 3 이상일 때의 주요 크리프 변형기구는 전위 크리프로 알려져 있다 [14,31]. 이번 실험조건 내에서 Alloy 690의 응력지수 값은 모두 5~6으로 나타났으며, 모든 시험조건에서 선형적으로 유지되었다. 그러므로 수행된 시험 조건 내에서 Alloy 690은 전위 크리프 거동만을 보일 것으로 예상된다.

앞서 얻은 크리프 시험결과를 바탕으로 Larson-Miller (LM), Manson-Haferd(MH), Orr-Sherby-Dorn(OSD) 크리프 모델들의 파라미터 값을 얻은 후, 이를 활용하여 크리프 수명 예측 곡선을 도출하였다. 식 (2)~(4)에 각 크리프 모델에 따른 식과 파라미터 값은 표 4에 나타났다. 우선

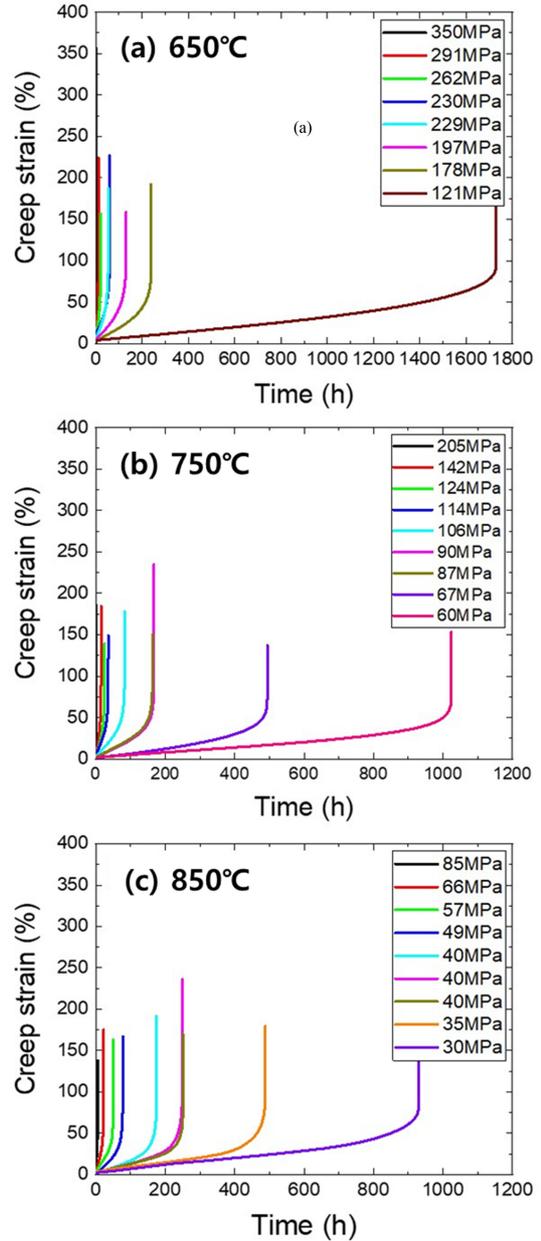


Fig. 5. Creep strain-time curve of Alloy 690 at the test temperatures; (a) 650°C, (b) 750°C, and (c) 850°C

LM 법에 적용되는 상수 C 값은 식 (2)의 $\log t_r$ 과 $1/T$ 의 관계로부터 14.5의 값을 도출하였다. 그리고 식 (3)의 $\log t_r$ 과 T (절대온도)의 관계를 활용하여 MH 법의 상수 T_a 와 $\log t_a$ 는 286.5, 13.4를 얻었다. OSD 법의 상수 $Q/2.3R$ 은 식 4의 $\log t_r$ 과 $1/T$ 두 항의 관계로부터 16454.6을 도출하였다. LM, MH, OSD 법에 적용되는 파라미터 값을 가지고 식 (5)에 나와있는 3차 다항식을 이용하여 나타낸 크리프 수명 예측 곡선을 그림 7에 나타냈다.

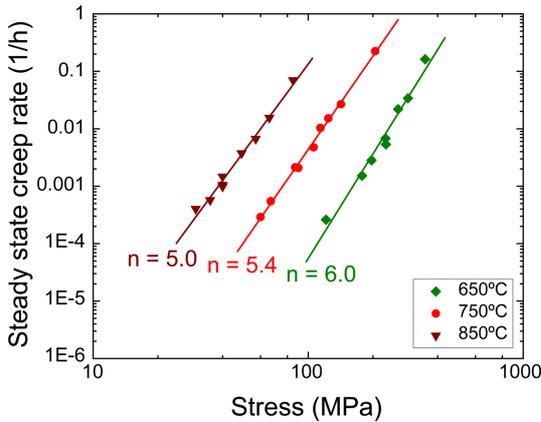


Fig. 6. Steady state creep rate versus creep stress of Alloy 690

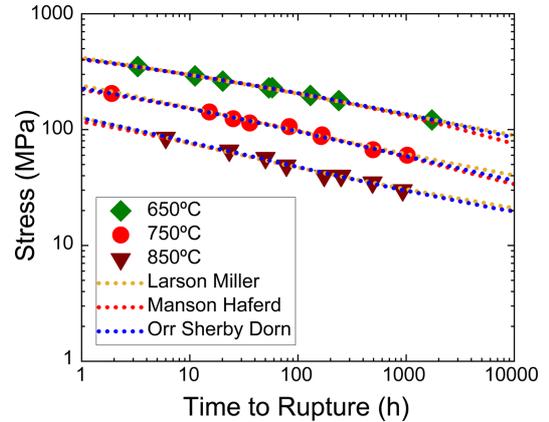


Fig. 7. Comparison of creep life prediction models of Alloy 690

Table 4. Creep model constant of Alloy 690

Creep prediction methods	Constant	Standard Error of Estimate
LM	C : 14.5	0.178
MH	T _a : 286.5, t _a : 13.4	0.151
OSD	Q/2.3R : 16454.6	0.168

각각의 모델을 활용한 Alloy 690의 크리프 수명 예측 곡선과 실제 실험결과를 비교하여 그림 7에 나타낸 뒤, 식 6[32]를 활용하여 표준 예측오차(standard error of estimate, SEE)를 구한 결과를 표 4에 나타내었다. LM, MH, OSD 모델 모두 실험 결과와 실제 수명예측 곡선이 잘 일치하는 것을 확인하였고, 각 모델별 표준 예측오차는 큰 차이를 보이지 않았다. 따라서 Alloy 690의 크리프 수명예측 모델은 일반적으로 크리프 수명평가에 활용되는 LM모델을 적용해도 우수한 예측도를 보이는 것이 확인되었다.

$$P_{LM} = T (C + \log t_r) \tag{2}$$

$$P_{MH} = (\log t_r - \log t_a) / (T - T_a) \tag{3}$$

$$P_{OSD} = \log t_r - Q / 2.3R T \tag{4}$$

$$f(\sigma) = b_0 + b_1 \cdot \log \sigma + b_2 (\log \sigma)^2 + b_3 (\log \sigma)^3 \tag{5}$$

$$SEE = \sqrt{\sum_{i=1}^{n-1} (Y_i - Y_i^*)^2 / (n - n_p)} \tag{6}$$

3.3 Alloy 690 탄화물 형성이 크리프 특성에 미치는 영향

Alloy 600과 Alloy 690의 크리프 특성 비교를 위해 일반적인 LM 법을 활용하여 Alloy 600[27]과 690의 수명

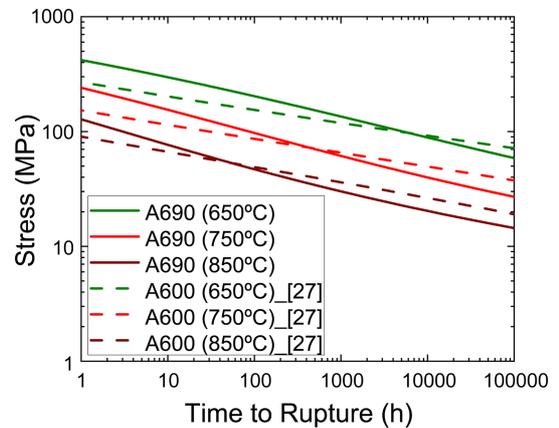


Fig. 8. Comparison of creep life prediction curves for Alloy 600 and Alloy 690 using LM method

예측 곡선을 비교한 결과를 그림 8에 나타내었다. 크리프 특성 비교에는 열간 압연 이후에 1121°C 2시간 solution annealed 처리 후 공랭된 판재 Alloy 600의 크리프 특성 자료를 활용하였다. 크리프 수명이 짧은 조건에서는 Alloy 690의 크리프 특성이 더 우수했지만, 650°C에선 약 10,000 시간, 750°C에선 약 1,000 시간, 850°C에선 약 100 시간을 기준으로 크리프 특성 역전 현상이 관찰되었으며, 온도가 높아질수록 역전 시기가 빠르게 나타났다.

일반적으로 재료의 크리프 특성은 재료의 항복강도에 영향을 많이 받는 것으로 알려져 있다 [30]. Special metals에서는 1090°C~1150°C에서 1시간 열처리후 공랭한 hot-rolled plate의 상온 항복강도는 162~184 MPa로 보고된다 [27]. 1121°C 2시간 solution treated된 Alloy 600 재료의 상온 항복강도는 이번 실험에 사용된 Alloy 690의 상온 항복강도인 262 MPa 보다 낮을 것으로 판단된다. 따라서 초기의 짧은 파단시간 조건에서 Alloy 690의 크리프 특성

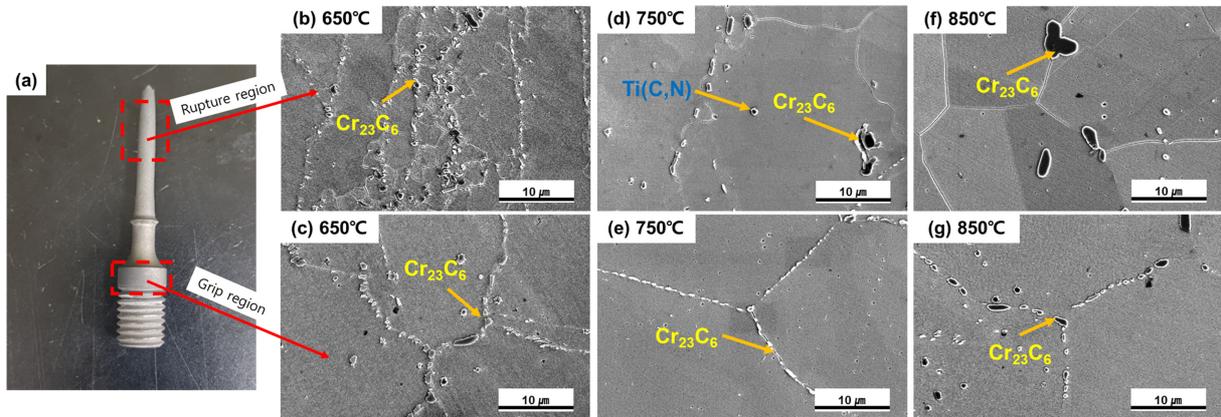


Fig. 9. Comparison of precipitation behavior of Alloy 690 according to the temperature and location: (a) creep ruptured specimen (b,c) 650°C-130hr, (d,e) 750°C-163hr, (f,g) 850°C-175hr

이 더 우수한 이유는 더 높은 항복강도를 갖기 때문으로 판단된다. 또한 석출물들이 미세하게 분포되는 경우에 크리프 저항성을 향상시키는 것으로 알려져 있어 [31], Alloy 690에 형성되는 다량의 미세 석출물 형성은 크리프 특성을 향상시킬 것으로 기대된다. 하지만 크리프 특성은 고온으로 갈수록 Alloy 690의 크리프 파단 수명이 Alloy 600보다 안좋아지는 역전현상이 단시간에 나타났다. 이는 3.1장에서 분석한 바와 같이 Alloy 690이 고온에서 더 많은 석출물의 안정적 형성으로 인해 더 우수한 강도를 보여주는 결과와는 반대되는 결과로 항복강도 만으로 크리프 특성 차이를 설명할 수는 없었다.

장수명 크리프 시험에서의 크리프 특성 역전 현상을 설명하기 위해 Alloy 690 크리프 시험 후 미세조직 관찰을 통해서 석출물 거동을 분석하였다. 온도별로 석출물들은 100시간 이상에서 안정된다고 알려져 있기 때문에 [8], 석출물의 온도 영향은 100시간 이상에서 비슷한 파단시간을 가진 시험편을 선정한 뒤, 고배율 SEM을 통해 변형을 많이 받은 크리프 파단부와 변형을 받지 않은 그립부의 미세조직을 비교하였다. 온도별 파단부와 그립부의 미세조직 사진을 그림 9에 나타내었다. 입계에 구형의 $Cr_{23}C_6$ 크롬 탄화물이 주로 형성된 것을 볼 수 있었다. $Cr_{23}C_6$ 석출물은 Alloy 690의 기계적 강도에 영향을 주는 주요 석출물로 알려져 있다 [29,33]. 온도가 증가할수록 석출물의 크기가 증가한 것을 볼 수 있는데, 주목할만한 점은 변형과 열이 동시에 가해지는 파단부에서는 고온으로 갈수록 석출물의 급격한 조대화가 발생하였다. 이러한 탄화물의 조대화는 입계탄화물에서 더 크게 발생했다. 크리프 거동시 석출물 조대화의 구동력은 기지와 석출물 계면 에너지의 감소와 온도와 확산속도 증가로 알려져 있다 [34,35]. 특히 탄소의

확산은 전위 및 결정립계에서 증가한다고 보고된다 [34]. 따라서 결정립계에서는 입내보다 탄소의 확산이 더 빠르기 발생해 입계 탄화물의 조대화도 더 크게 발생한다. 12% 크롬-몰리브덴-바나듐 강의 경우에도 높은 온도와 하중에 의해 전위 및 아결정립 생성 촉진, 확산 증가로 인해 석출물의 조대화가 관찰되었다 [10,34]. 이번 연구에서도 40~197 MPa의 높은 크리프 하중으로 인해 입계를 통한 확산속도 증가로 파단부에서 입계 탄화물의 조대화가 뚜렷하게 나타난 것으로 판단된다. 기존 오스테나이트 스테인리스강의 크리프 특성관련 연구에서는 다량의 미세한 석출물의 형성은 전위의 움직임을 억제하여 크리프 수명을 향상시키는 연구결과도 있지만[15,31], 12% 크롬-몰리브덴-바나듐 강 및 Alloy 282의 크리프 특성을 연구한 결과에서는 조대한 석출물의 형성은 오히려 크리프 특성을 감소시키는 역할을 한다고 보고되었다 [34-36]. 또한 장기열처리시 발생할 수 있는 석출물 조대화 현상은 기계적 특성을 악화시킨다는 연구결과가 있다 [37-39]. 이미지 분석을 통해 탄화물의 면적분율을 비교해본 결과 뚜렷한 탄화물의 면적분율 변화는 관찰되지 않았다. 이번연구에서도 고온 하중조건에서 발생하는 석출물 조대화로 인해 Alloy 690의 크리프 특성이 감소하게 되고, 장시간 크리프 노출 상황에서 Alloy 600보다 크리프 수명이 안 좋아지게 된다.

Alloy 690에서 각진 형태의 $Ti(C,N)$ 석출물이 드물게 관찰되었으나 그 수량이 매우 적어 기계적 특성에 영향을 미치는 영향은 미미할 것으로 판단된다. 또한 크리프와 같은 고온 시험에서 산화물이 생성될 수 있으며, 이는 재료 물성에 좋지 않은 영향을 끼칠 수 있다고 알려져 있다 [40,41]. 따라서 산화물 형성이 크리프 특성에 영향을 주었는지 확인하기 위해 크리프 파단된 시편의 Energy

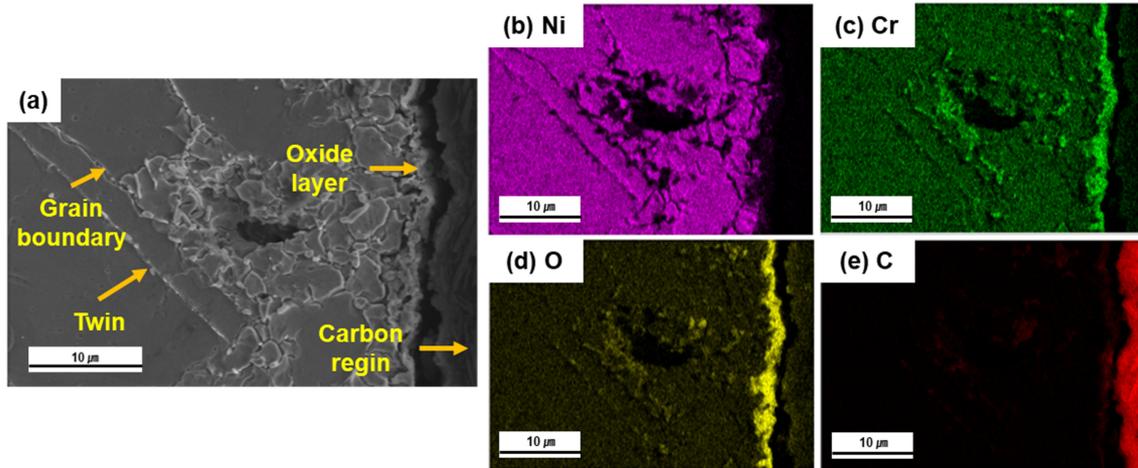


Fig. 10. SEM and EDS mapping images of Alloy 690 specimen tested at 850°C-175hrs: (a) cross section SEM image, (b) Ni map, (c) O map, (d) Cr map, and (e) C map

Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS) 분석을 통해서 산화물 형성 유무를 확인하였고, 그 결과를 그림 10에 나타냈다. EDS 분석결과 시편표면에 크롬 산화층이 형성된 것을 볼 수 있다. 하지만 이러한 산화층의 입내 및 입계를 통한 조직 내부로의 침투는 관찰되지 않았다. 그러므로 Alloy 690에서 크롬 산화층 형성으로 인한 크리프 특성에 영향은 없을 것으로 판단된다.

이번 연구를 통해서 Alloy 690의 Cr 석출물 형성 거동이 고온특성에 큰 영향을 미치는 것을 확인할 수 있었다. Alloy 600에 비해 Alloy 690은 높은 Cr 함량으로 인해 더 많은 Cr 석출물이 더 높은 온도까지 석출이 가능하다. 이러한 Cr 석출물의 형성은 고온에서 강도 강화 효과를 발생시켜 고온 강도를 증가시키고, Alloy 600보다 단수명 크리프 특성을 향상시키는 작용을 한다. 하지만 고온에서 장시간 하중이 가해지는 크리프 조건에서는 많은 양의 Cr 함량으로 인해 Cr 석출물의 조대화가 가속화 되고, 그로인해 크리프 특성에 악영향을 미쳐 Alloy 600보다 크리프 수명이 짧게 나타났었다. 하지만 이번 연구는 전열관의 건전성 연구를 위해 가상의 중대사고 상황을 가정한 특성평가로 실제 전열관이 고온에서 100시간 이상 장시간 노출되는 사고상황은 발생하지 않는 조건으로 Alloy 690 전열관에서 조대한 탄화물 형성으로 인한 크리프 특성 저하 문제는 원전 가동환경에서 나타나지 않을 것으로 판단된다.

5. 결 론

Alloy 690의 고온 인장 특성과 크리프 특성을 평가하고, Alloy 690의 크리프 수명 예측 모델 파라미터를 도출하였

다. 또한 Alloy 600의 크리프 특성과 비교하여 Alloy 690의 크롬 함량 증가에 따른 크롬 탄화물 형성이 크리프 특성에 미치는 영향을 분석하였다.

1) Alloy 690의 상온 항복 강도는 262 MPa, 850°C 항복강도는 149 MPa로 온도가 증가함에 따라 선형적으로 감소하여, 700~750°C 이상의 온도에서 항복강도가 급격히 감소하는 Alloy 600과 다른 모습을 보여주었다. 이는 Alloy 690에서 강도를 증가시키는 $M_{23}C_6$ 탄화물이 형성이 고온구간까지 더 안정적으로 석출되기 때문이다.

2) 650~850°C 온도구간에서 Alloy 690은 전위 크리프로 인한 크리프 변형거동을 보여주었다. 크리프 시험 결과를 바탕으로 LM, MH, OSD 모델을 활용하여 Alloy 690의 크리프 수명 예측모델파라미터를 도출한 뒤 시험 결과와 비교한 결과 모든 모델이 모든 조건에서 크리프 시험 결과와 잘 일치하는 경향을 보여주었다.

3) LM 모델을 활용해 Alloy 600과 Alloy 690의 크리프 특성을 비교해본 결과, Alloy 690에 석출된 미세 $Cr_{23}C_6$ 석출물은 고온 항복강도를 향상시켜 단수명 크리프 조건에서 크리프 특성이 더 좋게 나타났지만, 장수명 크리프 조건에서는 변형과 열이 동시에 가해지는 상황에서 발생하는 탄화물의 급격한 조대화로 인해 크리프 특성을 감소시키는 요인으로 작용한다.

ACKNOWLEDGMENTS

This work was supported by the National Research Foundation of Korea (NRF) grant funded by the Korea government (MSIP) (2021M2E4A1037978)

REFERENCES

1. J. M. Kim, *KAERI/TR-8410*, pp. 13-34, Daejeon, Korea (2020).
2. J. M. Kim, W. G. Kim, and M. C. Kim, *Trans. of the KPVP* **15**, 64 (2019).
3. US Nuclear Regulatory Commission, NUREG-1570 (1998).
4. S. sancaktar, M. Salay, R. Lyengar, A. Azarm, and S. Majumdar, NUREG-2195 (2016).
5. J. H. Shin, S. Y. Lim, and D. J. Kim, *Corros. Sci. Tech.* **17**, 116 (2018).
6. S. W. Kim, T. Y. Ahn, and D. J. Kim, *Nucl. Eng. Tech.* **53**, 2304 (2021).
7. Y. S. Lim, D. J. Kim, S. W. Kim, and H. P. Kim, *Nucl. Eng. Tech.* **51**, 228(2019).
8. S. W. Kim, K. H. Eom, Y. S. Lim, and D. J. Kim, *Nucl. Eng. Tech.* **51**, 1060 (2019).
9. Y. Yi and GARY S. WAS, *Metall. Mater. Trans. A* **32A**, 2553 (2001).
10. S. H. Hong, H. Y. Kim, Y. C. Ahn, H. S. Lee, W. H. Sohn, S. I. Cha, and Y. H. Bae, *KAERI/CM-435*, pp. 8-10, Daejeon, Korea (2000).
11. S. Moon, J. M. Kim, J. Y. Kwon, B. S. Lee, K. J. Choi, and M. C. Kim, *Nucl. Eng. Tech.* **54**, 1570 (2022)
12. S. Moon, J. M. Kim, J. Y. Kwon, B. S. Lee, K. J. Choi, M. C. Kim, and S. Han, *Nucl. Eng. Tech.* **54**, 917 (2022).
13. B. S. Lee, J. M. Kim, J. Y. Kwon, K. J. Choi, and M. C. Kim, *Nucl. Eng. Tech.* **53**, 2953 (2021).
14. W. G. Kim, J. M. Kim, and M. C. Kim, *Trans. of the KPVP* **16**, 49 (2020).
15. T. Sourmail, *Mater. Sci. Technol.* **17**, 1 (2001).
16. M. Detrois, P. D. Jablonski, and J. A. Hawk, *Mater. Sci. Eng. A* **799**, 1 (2021).
17. L. Z. He, Q. Zheng, X. F. Sun, H. R. Guan, Z. Q. Hu, A. K. Tieu, C. Lu, and H. T. Zhu, *Mater. Sci. Eng. A* **397**, 297 (2005).
18. Y. C. Lin, Y. Q. Jiang, X. M. Chen, D. X. Wen, and H. M. Zhou, *Mater. Sci. Eng. A* **588**, 347 (2013).
19. Xi. Wang, Qi. Rong, Z. Shi, and Li. Yong, *Mater. Sci. Eng. A* **836**, 142723 (2022).
20. T. H. Lee, H. Y. Suh, S. K. Han, J. S. Noh, and J. H. Lee, *J. Nucl. Mater.* **479**, 85 (2016).
21. J. H. Yoon, S. H. Kim, W. S. Ryu, and J. H. Chang, *KAERI/AR-740*, Daejeon, Korea (2005).
22. F. R. Larson and J. Miller, *Trans. ASME* **74**, 765 (1952).
23. S. S. Manson and A. M. Haferd, *NASA-TN-2890* (1953).
24. R. L. Orr, O. D. Sherby, and J. M. Dorn, *Trans. ASME*, 46 (1954).
25. ASTM E8/E8M-21, *Annual Book of ASTM Standards*, ASTM international, West Conshohocken, PA (2021).
26. ASTM E139-18, *Annual Book of ASTM Standards*, ASTM international, West Conshohocken, PA (2018).
27. Special Metals Corporation, *Inconel alloy 600*, SMC-027 (2008).
28. K. H. Jung and S. J. Kim, *J. Korean Inst. Surf. Eng.* **50**, 492 (2017).
29. M. Y. Huh, Y. S. Park, and S. U. An, *Trans. Mater. Process.* **6**, 213 (1997).
30. F. H. Norton, *The Creep of Steels at High Temperatures*, McGraw-Hill, New York (1929).
31. G. E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, 3rd ed. McGraw Hill, New York (1988).
32. W. G. Kim, S. N. Yoon, W. S. Ryu, and Won Yi, *J. Mech. Sci. Tech.* **29**, 74 (2005).
33. C. H. Yang, D. Kim, and H. Lee, *Met. Mater. Int.* **27**, 4681 (2021).
34. R. Wu and R. Sandstrom, *J. Eng. Mater. Technol.* **118**, 485 (1996).
35. G. Eggeler, *Acta Metall.* **37**, 3225 (1989).
36. M. Mehdizadeh and H. Farhangi, *Met. Mater. Int.* online available, <https://doi.org/10.1007/s12540-022-01174-z> (2022).
37. J.-Y. Kim, S.-W. Ko, and B. Hwang, *Korean J. Met. Mater.* **60**, 811 (2022).
38. Y. Kim, Y. He, J. Bang, and J. Jung, *Korean J. Met. Mater.* **60**, 865 (2022).
39. Y. K. Shin, B. I. Kang, J. I. Youn, Y. N. Kwon, and Y. J. Kim, *Korean J. Met. Mater.* **60**, 940 (2022).
40. J. H. Bang, Y. J. Kang, N. K. Kim, S. M. Seo, S. H. Lee, S. W. Song, and N. H. Kang, *J. Kor. Inst. Met. Mater.* **58**, 540 (2020).
41. E. H. Jeong, J. H. Kim, S. H. Kim, and Y. D. Kim, *Met. Mater. Int.* **28**, 1445 (2022).